

T91 铁素体耐热钢过冷奥氏体转变过程中临界冷却速度的研究

Determination of Critical Cooling Rates in Undercooled
Austenite Transformation Process of T91
Ferritic Heat-resistant Steel

宁保群¹, 刘永长¹, 乔志霞¹, 杨留栓²

(1 天津大学 材料科学与工程学院 金属材料系,

天津 300072; 2 平顶山工学院 材料科学与工程系, 河南 平顶山 467000)

NING Bao-qun¹, LIU Yong-chang¹, QIAO Zhi-xia¹, YANG Liu-shuan²

(1 Department of Metallic Material Science, School of Material Science and

Engineering, Tianjin University, Tianjin 300072, China; 2 Department of Materials Science

and Engineering, Pingdingshan Institute of Technology, Pingdingshan 467000, Henan, China)

摘要: 利用 DIL805A/D 高精度差分膨胀仪, 通过线膨胀行为测量与微观组织分析, 获得 T91 铁素体耐热钢连续冷却转变过程中相关动力学信息, 结合冷却后 T91 钢组织特征, 确定了 T91 钢过冷奥氏体转变过程中的临界冷却速度。研究表明: T91 钢过冷奥氏体连续冷却过程中只存在铁素体和马氏体转变区, 而不出现贝氏体和珠光体转变。在冷却速度为 10K/min 时该钢获得完全板条马氏体组织, 9K/min 时组织中开始出现铁素体, 即 10K/min 可以定为 T91 钢奥氏体向马氏体转变的上临界冷却速度; 当冷却速度介于 3~9K/min 时为马氏体和铁素体的混合组织, 冷却速度为 2K/min 时 T91 钢中不存在马氏体转变, 室温组织为铁素体, 即 2K/min 可以定为 T91 钢奥氏体向马氏体转变的下临界冷却速度。

关键词: 差分膨胀仪; T91 铁素体耐热钢; 过冷奥氏体; 临界冷却速度

中图分类号: TG142 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2007)09-0009-05

Abstract: The critical cooling rates in undercooled austenite transformation process of T91 ferritic heat-resistant steel were studied by DIL805A/D high-resolution differential dilatometer. According to the dilatometric measurements, phase transformation kinetic information was obtained with the aid of the analysis of the lever rule from the recorded dilatometric curves. The microstructures of the T91 steel were adopted to determine the corresponding critical cooling rates. The results show that 10K/min is the upper limit for the formation of lath martensite, instead of ferrite appearing at 9K/min. Hence 10K/min could be regarded as the upper critical cooling rate of M_s transformation of T91 steel. In the range of 3~9K/min, the microstructure of the transformed steel is a mixture of the martensite and ferrite. Martensite disappears at 2K/min, and the corresponding structure is full ferrite, which suggests that 2K/min could be regarded as the lower critical cooling rate of M_s transformation of T91 steel.

Key words: differential dilatometer; T91 ferritic heat-resistant steel; undercooled austenite; critical cooling rate

T91 钢是高 Cr 铁素体耐热钢的代表钢种, 因其优异的高温持久性能、抗蠕变性能、良好的导热性、低的热膨胀系数、较低的生产成本, 被广泛用于当今世界超临界发电厂锅炉耐热管道上, 而且在日本、欧美等国被作为开发更高使用温度的铁素体耐热钢材的研究基准^[1-6], 这就要求应对其进行深入系统的理论研究, 而

目前大部分研究都是从生产工艺、工程使用上进行的^[7-14], 很少有研究其相变过程和产物工作, 尤其在生产中 T91 钢因其高的合金含量空冷即可得到全马氏体组织, 所以其过冷奥氏体转变过程中的临界冷却速度问题一直被忽略, 而临界冷却过程对 T91 钢最终组织形态乃至性能和使用具有至关重要的影响, 尤其

当产品的尺寸较大时很可能出现空冷淬不透的情况,得不到全马氏体组织,为生产带来极大的损失。本工作通过相变动力学分析与微观组织分析相结合的方法,着重探讨了过冷奥氏体转变过程中一定范围内的冷却速度对 T91 钢相变过程及组织的影响,确定了该钢组织转变的临界冷却速度,为其进行深化系统的研究提供一些理论依据。

表 1 T91 钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of T91 steels

Element	C	Si	Cr	Mo	Mn	V	Nb	N
Mass fraction / %	0.09	0.30	9.0	1.0	0.4	0.2	0.08	0.04

1250℃保温 30min 随炉冷却至室温)备用。

1.2 实验规程

在德国 Baehr 公司生产的 DIL805A/D 差分膨胀仪上对试样进行测量,该设备在线应变测量方面精度高达 20nm,是目前同类设备中精度最高的设备之一。

因 T91 热轧后空冷即为马氏体组织,所以根据试样尺寸,研究中把冷却速度定在 30K/min 以下,具体工艺如下:试样以 10K/min 的升温速度升至 1100℃,保温 10min,然后以一定的冷却速度降至室温,本工作只讨论几个典型的冷却速度,即 2, 3, 5, 8, 9, 10, 15K/min。

实验后的试样从中心沿纵向剖开,经过抛光处理后用 FeCl₃ 溶液侵蚀,利用 G-35A OLYMPUS 光学显微镜进行金相分析,利用 JEOL 100CX-H 透射电子显微镜进行进一步的组织判断。

2 实验结果及讨论

通过线膨胀实验测量,对试样在不同冷却速度下相变过程的体积变化行为进行分析,结合微观组织形态的研究,探讨 T91 钢过冷奥氏体相变过程和产物,进而确定其临界冷却速度,并从热力学与动力学方面对其相变机理予以阐述。

2.1 转变产物体积分数的确定

2.1.1 线应变变量变化的分析

钢中各组织中的比容关系是奥氏体<铁素体<珠光体<贝氏体<马氏体,所以在过冷奥氏体发生组织转变时要产生体积膨胀。以 5K/min 冷却速度的试样为代表,图 1 给出了其在实验过程中线应变变量大小($\Delta l/l_0$, Δl 为线长度膨胀大小, l_0 为初始试样长度)随温度变化的关系。从图 1 可以看出:AB 段代表 T91 钢正常升温膨胀过程;BC 段代表连续加热时奥氏体的形成过程,因奥氏体的比容小,形成过程中试样的体

1 实验方法

1.1 试样制备

实验用钢取自天津钢管公司生产的 T91 钢管,尺寸为 $\phi 90\text{mm} \times 8\text{mm}$,化学成分见表 1。用线切割从钢管上切取圆柱形试样,尺寸为 $\phi 5\text{mm} \times 10\text{mm}$,清洗干燥后将试样进行真空奥氏体化(以 20K/min 加热到

积发生收缩;CD 段代表奥氏体化后的正常升温膨胀过程;DE 段为保温过程;EF 段代表奥氏体正常冷缩过程;FG 和 HI 段代表过冷奥氏体连续冷却时的转变过程(当冷速大于 9K/min 时没有 EF 段),因转变产物的比容较奥氏体的比容大,所以形成过程中试样的体积发生膨胀, IJ 为转变产物的冷缩过程。

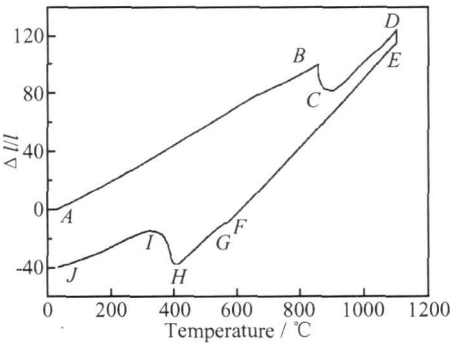


图 1 试样线应变变量随温度变化的关系

Fig 1 Measured relative length changes of test sample as a function of temperature

2.1.2 转变产物体积分数的确定与分析

由于试样在相变过程中体积的变化在总体上可认为是各向同性的,因此在相转变中相对体积变化($\Delta V/V_0$)与相对长度变化($\Delta l/l_0$)的关系可以表达如下^[15]:

$$\frac{\Delta V}{V_0} \cong 3 \frac{\Delta l}{l_0} \tag{1}$$

式中: l_0 是试样的初始长度; V_0 是试样的初始体积; Δl 和 ΔV 分别是试样的长度与体积变化。由实验测定的($\Delta l/l_0$)数据利用杠杆定律^[16]可以计算相变中组织转变的体积分数 f 随温度(或者时间)的变化关系。

图 2 所示为采用杠杆定律确定的在不同冷却速度下 T91 钢过冷奥氏体相变产物的 f 随温度的变化关系。从图 2 可以看出,当冷速较低时,过冷奥氏体只在相对的高温区发生相变,只有一个转变区;随着冷却

速度的增加,出现了两个转变区,而且两个转变区是断开的,中间有一段转变中止区,即奥氏体稳定区;当冷速继续增加时,相变只发生在低温区。具体如下:冷速为 2, 3K/min 时过冷奥氏体在 614~ 504℃和 610~ 502℃高温区间发生组织转变,在随后的冷却中没有相变发生。冷速为 5, 8K/min 时过冷奥氏体首先在 570~ 500℃与 552~ 480℃相对高的温度区间发生组织转

变,转变量约为 20% 与 15%,然后在低温区 414~ 285℃和 409~ 311℃又有相变发生;冷速为 9, 10, 15K/min 时过冷奥氏体只是分别在 410~ 323℃, 429~ 273℃和 427~ 270℃的低温区有相变发生。从组织生成的温度区间大致可以判断在相对的高温区可能生成铁素体、珠光体及贝氏体组织,低温区应为马氏体组织,具体情况需结合显微组织去断定。

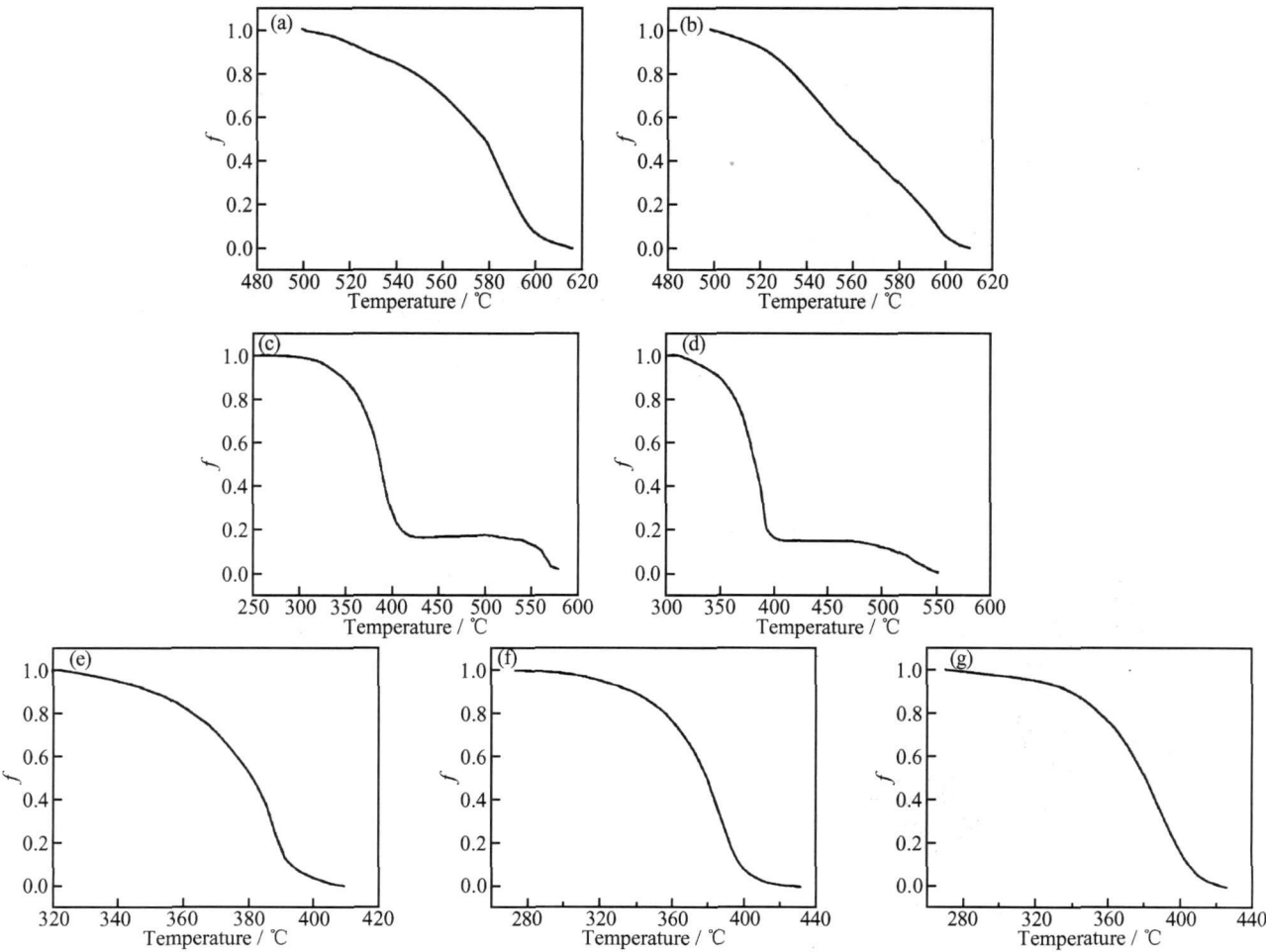


图 2 T91 钢中过冷奥氏体转变产物 f 随温度的变化关系
(a) 2K/min; (b) 3K/min; (c) 5K/min; (d) 8K/min; (e) 9K/min; (f) 10K/min; (g) 15K/min
Fig 2 f of undercooled austenite of T91 steel as a function of temperature
(a) 2K/min; (b) 3K/min; (c) 5K/min; (d) 8K/min; (e) 9K/min; (f) 10K/min; (g) 15K/min

2 2 不同冷速下的组织演变

图 3 给出了不同冷速下 T91 钢室温金相组织。从图 3 可以看出, T91 钢过冷奥氏体连续冷却过程中只有铁素体和马氏体两种组织出现,冷速较低时组织是完全的先共析铁素体,随着冷却速度的增加开始有马氏体生成;当冷速继续增大时先共析铁素体的数量很快减少,马氏体数量增加,冷速达到一定程度后便不再先共析相析出,组织为完全的马氏体。

当冷速为 2K/min 时,组织全部为等轴晶的先共

析铁素体;冷速为 3K/min 时转变产物中除了极少量的板条马氏体外(图 3b 中箭头所指,图 3h 为箭头所指处的放大,可以看出其特征是每个单元的形状呈窄而细长的板条状,许多板条成群地、相互平行地连在一起,这是板条马氏体区别于其他金相组织的一个显著特点),都为等轴晶铁素体;冷速为 5, 8K/min 时组织为板条马氏体和铁素体(图 3c, d 中的白色小块)的混合组织,用网格法测定铁素体体积分数分别为 19% 和 14% (与图 2 体积分数转变量相对应);冷速为 9K/min

时组织中只有极少量的铁素体, 其余全部为板条马氏体; 冷速为 10, 15K/ min 时不再有先共析铁素体出现, 组织为 100% 的马氏体。图 4 是冷速为 10K/min 时 T91 钢室温组织 TEM 照片, 组织特征是尺寸大致相

同并平行排列的板条, 证实其确为板条马氏体。
结合显微组织分析来看, 在膨胀曲线分析中, 过冷奥氏体相对的高温区转变应为铁素体转变, 低温区相变产物为马氏体, 不存在珠光体和贝氏体的中温转变。

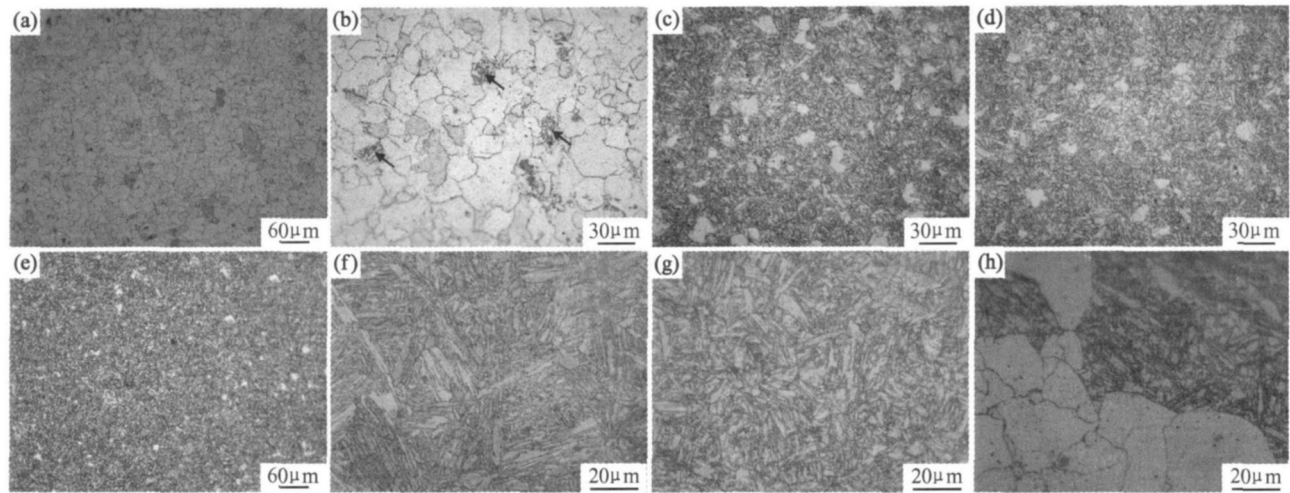


图3 不同冷速下 T91 钢室温金相组织

(a) 2K/ min; (b) 3K/ min; (c) 5K/ min; (d) 8K/ min; (e) 9K/ min; (f) 10K/ min; (g) 15K/ min; (h) 图 b 中箭头所指区域放大图
Fig 3 Microstructures of T91 ferritic heat-resistant steel at different cooling rates (a) 2K/ min; (b) 3K/ min; (c) 5K/ min; (d) 8K/ min; (e) 9K/ min; (f) 10K/ min; (g) 15K/ min; (h) enlargement of the arrowed area of fig. b

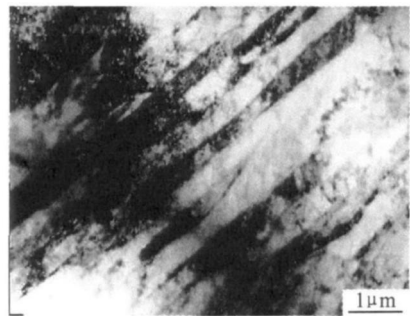


图4 冷速为 10K/min 时 T91 钢室温组织 TEM 照片
Fig 4 The TEM image of room temperature structure of T91 steel at 10K/min of cooling rate

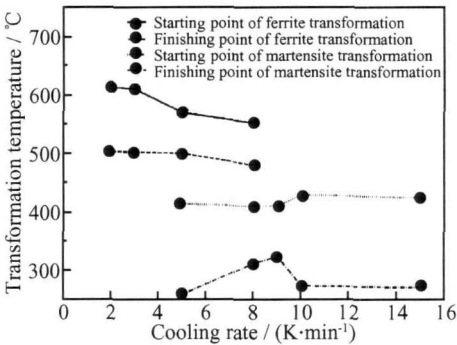


图5 不同冷却速度下的组织转变温度
Fig 5 The structure transformation temperature at different cooling rates

2 3 临界冷却速度的确定

根据显微组织研究, 结合膨胀曲线的分析结果, 把各冷却速度下的组织转变温度绘制成图, 如图 5 所示。
从图 5 可见从冷速为 9K/min 开始, 膨胀曲线中不存在先共析铁素体转变, 只有马氏体转变, 但从图 3e 的显微组织照片中可以看出存在极少量的铁素体转变, 只因生成量极少, 从膨胀曲线上已看不出奥氏体向铁素体转变的情况, 而是直接转变为马氏体; 当冷速达到 10K/min 时从膨胀曲线以及显微组织中可以断定已不存在铁素体转变, 生成的是完全的板条马氏体组织。所以可以认为 10K/min 为 T91 钢马氏体转变的上临界冷却速度(用膨胀曲线可以确定此实验规程

中奥氏体化温度为 $A_{cl} = 839\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{c3} = 962\text{ }^{\circ}\text{C}$)。同样冷速为 3K/ min 时膨胀曲线中不存在马氏体转变, 但显微组织中却有微量马氏体存在, 当冷速为 2K/ min 时在膨胀曲线和显微组织中都开始不存在马氏体, 因此认为 2K/ min 为 T91 钢中不存在马氏体转变的下临界冷却速度。
以上相变产物的生成除了受冷却速度影响外同时又和钢内合金元素的作用密切相关, T91 钢是低碳高合金钢, 本实验的奥氏体化过程, 除了保证奥氏体晶粒较细外, 又使合金元素处于固溶状态, 此时固溶的合金元素一方面会改变新旧相的自由能差, 使相变的临界

点发生变化;另一方面会影响各种转变的形核与长大过程,从而改变转变产物的孕育期,即从热力学和动力学两方面来影响过冷奥氏体的转变。

先共析铁素体相的析出,是与碳在奥氏体中的扩散密切相关的,而 T91 钢中的主要合金元素 Cr, Mo 等都能提高碳在奥氏体中的扩散激活能^[17],降低碳的扩散速度,推迟了奥氏体的扩散分解过程,所以 T91 钢在 9K/min 相对比较慢的冷速下才开始有先共析铁素体生成。形成过程如下:首先铁素体在奥氏体晶界及晶内产生晶核,导致在靠近铁素体晶核处的奥氏体的碳浓度高于其平均碳浓度,因而引起了碳的扩散。为了保持相界碳浓度的平衡,必须从奥氏体中析出铁素体,从而使铁素体晶核长大。在铁素体长大的过程中,部分铁原子将发生扩散,使晶体点阵从面心立方转变为体心立方。因奥氏体晶粒较细,冷却速度较慢,有利于铁原子的自扩散,所以生成的铁素体外形呈等轴块状。随冷却速度的增加,一方面新旧相自由能差增大,临界晶核形成降低,促进了铁素体形核率的增大,但另一方面原子活动能力减小,又有使形核率减小的倾向;而先共析铁素体的长大率受扩散控制,随温度的降低,原子扩散减慢。所以综合作用的结果是冷却速度的增加抑制了新形成的铁素体晶核的长大,使其在相变产物中所占比例逐渐减少,当冷速达到某一临界值即 10K/min 时,形成的铁素体晶核不能达到长大的临界尺寸,共析铁素体的析出完全受到抑制。

对于 T91 钢冷却过程中不存在珠光体及贝氏体中温转变,而在较小的冷却速度下即可得到全马氏体组织的这种转变特殊性,也主要受其合金元素的影响。珠光体及贝氏体都属扩散型相变,所以其转变过程和先共析铁素体相一样势必要受到原子扩散速度这一动力学因素的影响,另外 T91 钢中的 Cr, Mo, Mn, Ni 等合金元素会使一定温度下的相变自由能差减小,也就是使相变驱动力减小^[18],降低了它们的形成速度,从而显著提高了过冷奥氏体在珠光体及贝氏体转变区的稳定性,很大程度上延长了转变的孕育期。而连续冷却过程中的过冷奥氏体在中温区所停留时间,远不足以达到孕育时间,而温度已降低到了马氏体的开始转变点。以上原因使 T91 钢在冷却过程中,珠光体及贝氏体转变被抑制,而在较小的冷却速度下即 10K/min 就可以得到全马氏体组织。

马氏体转变是属非扩散型的,转变温度低,铁、碳原子都不能发生扩散,只能通过切变发生晶格改组。虽然 T91 中的合金元素都使马氏体转变点下降,但其主加元素 Cr 是强烈缩小奥氏体区元素,在奥氏体中的固溶量小^[18],对马氏体开始转变温度影响也就很小,

而且 T91 含碳量极低,这就使其马氏体开始转变温度较高,在 400℃以上,形成的是板条状马氏体组织。

3 结论

(1) T91 钢过冷奥氏体连续冷却过程中只存在铁素体和马氏体转变区,而不出现贝氏体和珠光体转变。

(2) 在冷却速度为 10K/min 时该钢获得完全板条马氏体组织,9K/min 时组织中开始出现铁素体,即 10K/min 可以定为 T91 钢奥氏体向马氏体转变的上临界冷却速度。

(3) 冷却速度为 3~9K/min 时是马氏体和铁素体的混合组织,冷却速度为 2K/min 时 T91 钢中不存在马氏体转变,室温组织为铁素体,2K/min 可以定为 T91 钢奥氏体向马氏体转变的下临界冷却速度。

参考文献

- [1] WATANABE T, TABUCHI M, YAMAZAKI M, et al. Creep damage evaluation of 9Cr-1M σ V-Nb steel welded joints showing type IV fracture[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2006, 83(1): 63-71.
- [2] SAWADA K, OHBA T, KUSHIMA H. Effect of microstructure on elastic property at high temperatures in ferritic heat resistant steels[J]. Materials Science and Engineering, 2005, 394(1-2): 36-42.
- [3] LAVERDE D, GOMEZ ACEBO T, CASTRO F. Continuous and cyclic oxidation of T91 ferritic steel under steam[J]. Corrosion Science, 2004, 46(3): 613-617.
- [4] GUPTA G, JIAO Z, HAM A N. Microstructural evolution of proton irradiated T91[J]. Journal of Nuclear Materials, 2006, 351(1-3): 162-173.
- [5] YI Y, LEE B, KIM S. Corrosion and corrosion fatigue behaviors of 9Cr steel in a supercritical water condition[J]. Materials Science and Engineering, 2006, 429(1): 161-168.
- [6] MACKENZIE M, CRAVEN A J, COLLINS C L. Nanoanalysis of very fine VN precipitates in steel[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(1): 1-5.
- [7] ONORO J. Weld metal microstructure analysis of 9%-12% Cr steels[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2006, 83(7): 540-545.
- [8] KLUEH L, HASHIMOTO N, MAZIASZ P J. Development of new nano-particle strengthened martensitic steels[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(3): 275-280.
- [9] AGAMENNONE R, BLUM W, GUPTA C. Evolution of microstructure and deformation resistance in creep of tempered martensitic 9-12% Cr-2% W-5% Co steels[J]. Acta Materialia, 2006, 54(11): 3003-3014.
- [10] TANEIKE M, ABE F, SAWADA K. Creep strengthening of steel at high temperatures using nano-sized carbonitride disper-

(下转第 22 页)

考虑界面粗糙度的影响,但所得出的结论还是正确的。进一步考虑界面粗糙度对测量精度的影响将是需要开展的下一步工作。

4 2 激光淬火区特点

激光淬火基体得到的是硬度沿深度递减的硬化层结构,其表面硬度是原始基体的两倍^[6]。这种结构同文献[11]中提到的块体马氏体材料相比,在接触载荷方向明显存在一个硬度梯度,已经证明了这种硬度梯度可以控制铬层表面裂纹在基体内的扩展路径^[6],但对铬层抵抗接触变形能力的影响需要作进一步的实验和理论分析。

5 结论

激光淬火基体可以提高镀铬层抵抗接触变形能力,其原因是激光淬火提高了基体硬度;铬层自身的抵抗接触载荷变形能力得到了提高。

参考文献

- [1] SOPOK S, RICKARD C, DUNN S. Thermal chemical mechanical gun bore erosion of an advanced artillery system part one: theories and mechanisms[J]. Wear, 2005, 258: 671– 680.
- [2] SOPOK S, RICKARD C, DUNN S. Thermal chemical mechanical gun bore erosion of an advanced artillery system part two: modeling and predictions[J]. Wear, 2005, 258: 660– 670.
- [3] 卓穗如. 机枪枪管寿命预测技术论文集[C]. 北京: 中国兵器工业第二零八研究所, 1996. 14.
- [4] 陈光南, 罗耕星, 张坤. 提高镀铬层管寿命的激光强化新方法[J]. 兵工学报, 2003, 12(增刊): 6– 10.
- [5] 徐向阳, 张坤, 陈光南, 等. 激光硬化基体对镀铬层组织和结合的影响[J]. 中国激光, 2006, 33(3): 414– 416.
- [6] 张国祥, 张昆, 罗耕星, 等. 激光淬火基体对铬层主裂纹在基体内扩展路径的影响[J]. 新技术新工艺, 2006, 9: 10– 12.
- [7] 李怀学, 陈光南, 张国祥, 等. 初始镀铬层的基体溶解法研究[J]. 材料热处理学报, 2006, 27(2): 94– 97.

- [8] 张国祥, 李怀学, 张昆, 等. 初始镀铬层微裂纹形貌的基体化学腐蚀法研究[J]. 中国表面工程, 2006, 19(4): 8– 12.
- [9] 张国祥, 陈光南, 张坤, 等. 基体激光淬火对镀铬层断裂韧性的影响[J]. 金属热处理学报, 2007, 32(3): 52– 55.
- [10] 张国祥, 陈光南, 张坤, 等. 基体激光淬火对镀铬层界面剪切强度的影响[J]. 中国表面工程, 2006, 19(6): 25– 28.
- [11] SIMAÃO J, ASPINWALL D K. Hard chromium plating of EDT mill work rolls[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1999, 92– 93: 281– 287.
- [12] PINA J, DIAS A, FRANCOIS M, et al. Residual stresses and crystallographic texture in hard chromium electroplated coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 1997, 96: 148– 162.
- [13] ICHIMURA H, ISHII Y. Mechanical properties of arc evaporated CrN coatings. Part II: intrinsic film hardness and composite hardness[J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 145: 94– 100.
- [14] FOX-RABINOVICH G S, VELDHIJS S C, SCVORTSOV V N, et al. Elastic and plastic work of indentation as a characteristic of wear behavior for cutting tools with nitride PVD coatings[J]. Thin Solid Films, 2004, 469– 470: 505– 512.
- [15] FISCHER-CRIPPS ANTHONY C. Nanoindentation[M]. New York: Springer-Verlag, 2002. 47.
- [16] SURESH S, MORTENSEN A. 功能梯度材料基础[M]. 李守新, 等译. 北京: 国防工业出版社, 2000. 91– 94.
- [17] QASMI M, DELOBELLE P. Influence of the average roughness on the precision of the Young's modulus and hardness determination using nanoindentation technique with a Berkovich indenter[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201: 1191– 1199.
- [18] 孙茂才. 金属力学性能[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2003. 126– 129.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50471087, 50531060)

收稿日期: 2006-10-18; 修订日期: 2007-06-23

作者简介: 张国祥(1963–), 男, 副教授, 博士生, 主要从事涂层制备和破坏力学研究, 联系地址: 北京市海淀区北四环西路 15 号, 中国科学院力学研究所表面改性实验室(100080)。

(上接第 13 页)

- sions[J]. Nature, 2003, 424(5): 294– 296.
- [11] YOSHINO M, MISHIMA Y, TODA Y, et al. Phase equilibrium between austenite and MX carbonitride in a 9Cr-1Mn-V-Nb steel[J]. ISIJ International, 2005, 89(1): 107– 115.
- [12] GUPTA G, WAS G S. The role of grain boundary engineering on the high temperature of ferritic martensitic alloy T91[J]. Journal of ASTM International, 2005, 58(2): 1– 11.
- [13] ABE F, HORIUCHI T, TANEIKE M. Stabilization of martensitic microstructure in advanced 9Cr steel during creep at high temperature[J]. Materials Science and Engineering, 2004, A378: 299– 303.
- [14] TAMURA M, IIDA H, ESAKA H, et al. Solubility product of VN in austenite of high Cr heat resistant steel[J]. ISIJ International, 2003, 43(11): 1807– 1813.

- [15] LIU Y C, SOMMER F, MITTEMEIJER E J. Abnormal austenite ferrite transformation behaviour in substitute Fe-base alloys[J]. Acta Mater, 2003, 58(2): 507– 513.
- [16] 姚可夫, 钱滨, 石伟, 等. 马氏体回火过程中组织转变量预测的实验研究[J]. 金属学报, 2003, 39(8): 892– 896.
- [17] 胡光立, 谢希文. 钢的热处理[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 1993.
- [18] 徐祖耀. 马氏体相变与马氏体[M]. 北京: 科学出版社, 1999.

基金项目: 国家自然科学基金项目(50401003); 天津市自然科学基金项目(033608811); 全国优秀博士学位论文作者专项基金项目(200335); 河南省国际合作项目(0546620015)

收稿日期: 2006-12-25; 修订日期: 2007-06-10

作者简介: 宁保群(1972–), 女, 博士研究生, 主要从事铁素体耐热钢相变机制的研究, 联系地址: 天津大学材料学院(300072)。